

Ti55531 合金连续升温过程的相变行为

王广楠, 张晓泳, 李志友, 周科朝

(中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 长沙 410083)

摘要: 通过连续升温热膨胀法分析 Ti55531(Ti-5Mo-5Cr-5V-3Al-1Zr)合金在连续升温过程中的热膨胀行为、物相组成和显微组织, 绘制热膨胀微分曲线。结果发现: 随着升温速率的增加, 相变温度逐渐升高。其中, 在 1 °C/min 的升温速率下不同温度区间内的相变行为如下: 低于 192 °C 时, 发生 $\omega_{\text{ath}} \rightarrow \beta$ 转变; 192~347 °C 时, 发生 $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ 转变; 347~376 °C 时, 发生 $\omega_{\text{iso}} \rightarrow \alpha + \beta$ 、 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变; 409~648 °C 时, 发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变; 648~831 °C 时, 发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变; 831 °C 时, 转变为全 β 组织。计算得到 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变热激活能为 188.04 kJ/mol。

关键词: Ti55531 钛合金; 热膨胀; 相变序列; 热激活能

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

Phase transformation of Ti55531 alloy during continuous heating process

WANG Guang-nan, ZHANG Xiao-yong, LI Zhi-you, ZHOU Ke-chao

(State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The dilatometry behavior, phase composition and microstructure of Ti55531(Ti-5Mo-5Cr-5V-3Al-1Zr) alloy were investigated during continuous heating process, and the derivative of dilatometric curve was thereby calculated. The results show that the phase transformation temperature increases with accelerating heating rate. Consequently, phase transformation sequence of Ti55531 alloy at heating rate of 1 °C/min is confirmed as follows: temperature below 192 °C, ω_{ath} transforms β ; 192~347 °C, β transforms ω_{iso} ; 347~376 °C, ω_{iso} transforms $\alpha + \beta$ and β transforms α ; 409~648 °C, β transforms α ; 648~831 °C, α transforms β ; over 831 °C, full β . The activation energy value relating to $\alpha \rightarrow \beta$ transformation in Ti55531 alloy is evaluated as 188.04 kJ/mol.

Key words: Ti55531 Ti alloy; dilatometry; phase transformation sequence; activation energy

Ti55531 钛合金(名义成分 Ti-5Mo-5Cr-5V-3Al-1Zr)是空中客车公司与俄罗斯在 BT22(Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr)钛合金基础上联合开发的一种新型近 β 钛合金^[1], 具有抗拉强度高($\sigma_b \geq 1200$ MPa)、断裂韧性好($K_{\text{IC}} \geq 55$ MPa·m^{1/2})、淬透性大(≥ 250 mm)等特点, 适于制造强度要求高、减重效果好的大型承力构件, 在航空领域尤其是大型飞行器有较高的应用价值。空中客车公司已经将其用于 A380 超大型远程宽体客机的机翼与挂架的连接装置^[2]。

钛合金的性能与显微组织特征密切相关。在近 β

钛合金中, α 相是最主要的强化相, 其形貌、尺寸和含量对合金宏观力学性能影响极大^[3]。国内外学者通过热处理对 BT22 和 Ti5553 等近 β 钛合金的 α 相组织进行调控, 都获得合金强度、韧性、塑性或焊接性等性能的良好匹配^[4-5]。例如 BT22(Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr)锻件经 690~780 °C 固溶 1~2 h、480~560 °C 时效 8~16 h 后, 抗拉强度达到 1280 MPa, 断裂韧性 $K_{\text{IC}} = 65$ MPa·m^{1/2}^[6]; β -21S(Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si)经 850 °C 固溶处理 30 min、空冷、480~595 °C 时效 8~24 h 后, 其抗拉强度达 1150~1350 MPa, 伸长率为

6%~8%^[7]。钛合金相变行为决定了热处理过程中的显微组织演变^[8], 研究近 β 钛合金相变行为, 可为最大程度地改善和挖掘近 β 钛合金的性能潜力提供基础。然而, 近 β 钛合金在热处理过程中的相变行为较为复杂, 如已知存在 β 、 ω_{ath} 、 ω_{iso} 、 α 等, 其中相转变机制、热力学等问题均尚有待进一步明确。特别是目前针对 Ti55531 合金相变行为的研究鲜有报道, 给合金的热处理组织调控带来了一定困难。

热膨胀法、原位电阻法和同步 X 射线衍射原位分析法等是研究合金相变行为的几种重要手段^[9]。其中热膨胀法是通过测量升温过程中的宏观体积变化来研究相变行为的一种方法, 近年来已大量成功应用于研究钢、银铜合金和钛合金的相变研究^[10-13], 是针对金属固态相变较为成熟的研究方法。该方法不仅可以准确测定连续升温过程中的相转变开始、结束等特征温度值, 还可以根据不同升温速率的相变温度计算相变热激活能。

本文作者通过连续升温热膨胀法、结合 X 射线衍射分析和显微组织观察, 对 Ti55531 合金固溶态组织的相变行为进行研究, 明确连续升温过程中 Ti55531 合金的相变序列, 分析相变过程的显微组织演变, 并计算 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变热激活能, 为钛合金组织形貌调控提供支持。

1 实验

1.1 实验原料

实验原料为湖南金天钛业科技有限公司提供的锻造态 Ti55531 钛合金, 化学成分见表 1, 采用连续升温金相法测得 β 转变点温度为 $(825 \pm 5)^\circ\text{C}$ 。采用 L60612K 型管式电阻炉将原始锻态试样加热到 1000°C 、保温 1 h 后水冷, 以保留亚稳态的全 β 组织。其显微组织如图 1 所示, 可以观察到 β 晶粒呈多角形, 晶粒平均直径约 $300\ \mu\text{m}$, 晶界角度约 120° 。

1.2 实验过程

采用 DIL402C 热膨胀仪测量 Ti55531 钛合金的热膨胀曲线: 试样尺寸 $d\ 5\ \text{mm} \times 25\ \text{mm}$, 在高纯氩气($\geq$

表 1 Ti55531 合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ti55531 alloy (mass fraction, %)

Al	Mo	V	Cr	Zr	Fe	Si	O	N	H
5.20	4.92	4.96	2.99	1.08	0.402	0.078	0.075	0.005	0.001

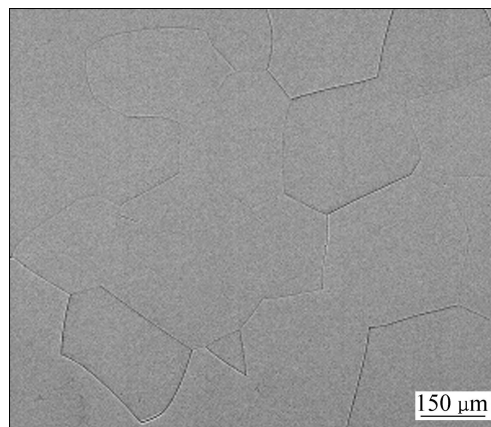


图 1 β -固溶态 Ti55531 的 SEM 像

Fig. 1 SEM image of Ti55531 with β -solution status

99.999%)保护下由室温连续升温至 1000°C , 升温速率 $1\sim 8^\circ\text{C}/\text{min}$ 。根据上述测得的热膨胀曲线, 确定发生热膨胀突变的特征温度点。用 L60612K 型管式电阻炉以相应的升温速率将试样(尺寸 $10\ \text{mm} \times 10\ \text{mm} \times 2\ \text{mm}$)加热至目标温度点并保温 30 s、水冷以保留特征温度点组织。

采用 Rigaku D-Max/2550VB⁺型 X 射线衍射分析合金物相组成。将合金制成金相样品, 经 1.5 mL HF+3 mL HNO₃+100 mLH₂O 腐蚀后, 采用 NOVATM Nano SEM 230 型扫描电子显微镜观察显微组织。采用 JEM-2100F 型透射电子显微镜进行 TEM 分析(加速电压为 200 kV), 其中采用 MTP-1 型双喷电解减薄仪制备 TEM 样品: 双喷减薄液配方 600 mL 甲醇、350 mL 正丁醇、50 mL 高氯酸, 电压 20.5 V, 电流 60~80 mA, 温度 $-35\sim -30^\circ\text{C}$ 。

2 结果与讨论

2.1 连续升温的热膨胀行为

材料在 θ 温度时的热线膨胀系数可表示为

$$\alpha = \frac{dL}{L_0 \cdot d\theta} \quad (1)$$

式中: α 为温度 T 时的线膨胀系数; L_0 和 L 分别为温度为 0°C 和 θ 时的样品长度。对 $\frac{\Delta L}{L_0}$ 求温度 θ 的微分,

可得到如图 2 所示的热膨胀微分曲线:

$$\frac{d(\frac{\Delta L}{L_0})}{d\theta} = \frac{d(\Delta L)}{L_0 \cdot d\theta} \quad (2)$$

热膨胀微分曲线可直观反映不同温度下合金的宏观体积变化规律^[14]:以曲线平稳阶段为基准(图2中虚线所示),向上偏离基准形成的波峰以及向下偏离基准形成的波谷均对应于可能发生相变的温度区间。

从图2中可以发现,随着升温速率的加快,波峰和波谷区间总体上向高温区偏移,表明相变温度逐渐升高。近 β 钛合金在升温过程中发生的 ω_{iso} 析出、 $\beta \rightarrow \alpha$ 等相变行为主要受热激活扩散机制控制^[9],相变通过能量起伏和浓度起伏进行。在连续升温过程中,升温速率越快,给予溶质原子迁移的弛豫时间越短,为此需要更高的温度以达到相变所需激活能,进而导致相变温度逐渐升高。

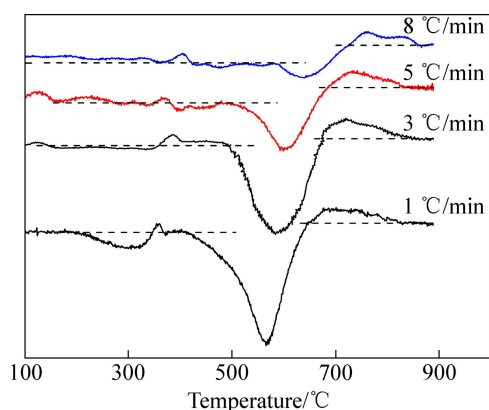


图2 不同升温速率下Ti55531合金的热膨微分曲线

Fig. 2 Derivative curves of Ti55531 alloy obtained at different heating rates

以1 °C/min的升温速率为例,具体分析Ti55531合金在连续升温过程中的热膨胀行为(如图3所示)。从图3中可观察到:在192~347 °C区间(AB段)热膨胀曲线发生首次收缩,其DTD曲线谷值温度为305 °C;在347~376 °C区间(BC段)热膨胀曲线再次发生小幅度收缩,微分曲线峰值温度为355 °C;在409~648 °C区间(DE段)热膨胀曲线发生第三次收缩,其收缩幅度大于AB段和BC段,热膨胀微分曲线谷值温度为566 °C;在648~831 °C区间(EF段),热膨胀曲线发生膨胀,热膨胀微分曲线峰值温度为676 °C;热膨胀曲线在高于831 °C后呈直线上升。基于上述现象,可以确定特征温度区间为192~347 °C、347~376 °C、409~648 °C和648~831 °C。

2.2 XRD 分析

为了明确图3所示不同温度区间内可能发生的相变行为,图4所示为初始组织以及以1 °C/min升至不同特征温度、经水淬后所得组织的XRD谱。初始组

织的XRD谱显示, β 相为主要基体相,并且含有少量 ω 相,其中(211) $_{\beta}$ 面和(300) $_{\omega}$ 面、(200) $_{\beta}$ 面和(201) $_{\omega}$ 面重合。根据相关研究^[15],近 β 钛合金在淬火过程中,部分 β 会通过晶格切变转变为 ω ,因此, ω 相普遍存在于 β 基体中。加热至305 °C(192~347 °C区间)时,所得组织的XRD谱中存在(110) $_{\beta}$ 、(200) $_{\beta}$ 、(211) $_{\beta}$ 、(201) $_{\omega}$ 、(300) $_{\omega}$ 等与初始组织类似的衍射峰。但图3所示热膨胀行为显示,合金在305 °C(192~347 °C区间)发生了体积收缩(如图3中AB段所示),即应有比热容较小的新相析出,需要通过显微观察分析加以确认。

加热至355 °C(347~376 °C区间)时,可以观察到较弱的(100) $_{\alpha}$ 、(102) $_{\alpha}$ 、(110) $_{\alpha}$ 衍射峰分别于2 θ 为35°、53°和63°附近出现,表明355 °C有少量 α 析出。纯Ti

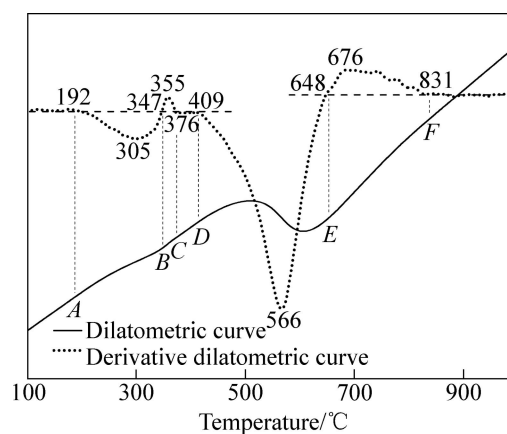


图3 升温速率为1 °C/min时Ti55531合金的热膨胀曲线和微分曲线

Fig. 3 Dilatometric curve and derivative curve of Ti55531 alloy obtained at heating rate of 1 °C/min

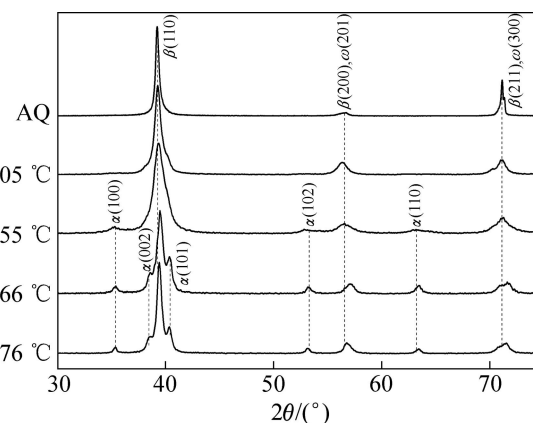


图4 Ti55531合金固溶态组织以1 °C/min速率连续升温至305、355、566和676 °C时的XRD谱

Fig. 4 XRD patterns of initial β -solution state of Ti55531 alloy and that heated to 305, 355, 566 and 676 °C at heating rate of 1 °C/min

中 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变会引起 0.17% 的体积收缩^[16], 即 α 析出导致宏观体积膨胀, 但事实上热膨胀曲线显示 347~376 °C 区间发生小幅收缩(如图 3 中 BC 段所示), 该异常现象应该与 Ti55531 的合金特性有关, 同样需要结合显微观察进行明确。

进一步加热至 566 °C (409~648 °C 区间), $(100)_\alpha$ 、 $(102)_\alpha$ 、 $(110)_\alpha$ 衍射峰增强, 且 $(110)_\beta$ 衍射峰分化出 $(002)_\alpha$ 和 $(101)_\alpha$ 衍射峰, 表明 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变加剧, α 相含量增加。此外, 比较 566 °C 态与初始状态的 XRD 谱发现, $(110)_\beta$ 、 $(200)_\beta$ 、 $(211)_\beta$ 衍射峰向大角度偏移, 偏移程度由大到小依次为 $(211)_\beta$ 、 $(200)_\beta$ 、 $(110)_\beta$, β 衍射峰向大角度偏移表明该温度下 β 相晶格发生了收缩^[17]。 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变过程中, β 稳定元素在 β 相中富集, 引起 β 相晶格收缩, 同时 α 相晶格变化相对于 β 相晶格的变化则可忽略不计^[18], 因此, 伴随着 α 相的析出, 合金的热膨胀行为在宏观体积上表现为收缩(如图 3 中 DE 段所示)。

对于 676 °C (648~831 °C 区间) 形成的组织, α 相衍射峰强度减弱, 即发生 α 回溶($\alpha \rightarrow \beta$ 转变), 表现为宏观体积膨胀(如图 3 中 EF 段所示)。

综上所述, 难以通过 XRD 明确合金在 192~347 °C 区间的收缩行为和 347~376 °C 区间的膨胀行为, 为此需要结合显微分析加以揭示。

2.3 显微组织分析

图 5 给出了升至不同温度形成的显微结构, 用于进一步明确连续升温过程中的物相演变行为。在初始组织中, 大量尺寸小于 6~7 nm 的 ω 相弥散分布于 β 基体内, 且 ω 相衍射斑出现明显的漫散射(见图 5(a)), 表明该 ω 相为 ω_{ath} ^[19]。关于近 β 钛合金中 ω_{ath} 的形成机制目前已有较为成熟的理论模型^[9], 即在 β 固溶→水淬过程中, β 相 $\{111\}_\beta$ 晶面簇中的一个晶面向中间位置塌陷, 而相邻其他晶面保持不变, 进而形成 ω_{ath} 。由于 ω_{ath} 在热力学上是不稳定的^[15], 将初始组织加热至 190 °C 后, ω_{ath} 含量显著减少, 且 ω_{ath} 衍射斑更为模糊(见图 5(b))。

加热至 305 °C (192~347 °C 区间) 时, ω 衍射斑较 190 °C 时反而变得更为清晰, 即发生 $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ 转变, 且 ω_{iso} 弥散分布于 β 基体内, 其直径略大于 ω_{ath} 的(见图 5(c))。一般认为, ω_{iso} 与 ω_{ath} 具有相同的结构(HCP 结构)^[9], 比热容小于 β 相(BCC 结构)的, 因此, $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ 转变导致合金宏观体积收缩(如图 3 中 AB 段所示)。Ti55531 合金中各溶质原子与 Ti 原子半径差较小, 属低错配度系统, 界面能对析出相形貌的影响大于弹性能的^[20], ω_{iso} 析出形貌以椭圆为主。目前, 关于 ω_{iso}

形成机制普遍认为是受热激活扩散控制, 由亚稳定 β 内发生溶质原子贫化转变形成^[15]。

在 355 °C (347~376 °C 区间), 长约 10 nm、宽约 5 nm 的短棒 α 以互成 90° 的关系在 β 基体内均匀弥散析出($\beta \rightarrow \alpha$ 转变), 并且椭圆 ω_{iso} 的含量较 305 °C 时显著减少(见图 5(d)), 即 ω_{iso} 发生大幅回溶($\omega_{\text{iso}} \rightarrow \beta$ 转变)。在上述相变过程中, β 比容较 ω_{iso} 大, $\omega_{\text{iso}} \rightarrow \beta$ 将引起体积膨胀, 但同时发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 由于 β 稳定元素的扩散迁移引起 β 晶格收缩^[18], 因此, 总体表现出的合金宏观体积收缩主要由 β 晶格收缩引起(如图 3 中热膨胀曲线 BC 段所示)。目前, 关于 ω 对 α 的析出作用主要有两种观点: 1) α 相在 β/ω 相界或相界附近位错台阶处形核, 进而向 β 和 ω 内长大^[21]; 2) α 相通过位移机制在 ω 相内形核并长大, 二者保持 $(2\bar{1}0)_\omega // (002)_\alpha$ 的位向关系, 即二者 c 轴互相垂直^[22]。而图 5(d) 所示 α 互成 90° 析出的现象表明, ω_{iso} 对 α 的析出作用机制符合 α 相直接在 ω 相内析出长大的观点。

在 409~648 °C 区间, 将温度升高至 415 °C, β 晶内的针状 α 析出量显著增多, 针长增加至 0.1~0.3 μm 时, β 晶界位置也连续析出宽约 0.3 μm 的 α 相(见图 5(e)), 表明 α 相在 409~648 °C 区间析出的孕育期较短。针状 α 通过 $(1\bar{1}2)_\beta$ 与 $(112)_\beta$ 分别在 $[11\bar{1}]_\beta$ 及 $[11\bar{1}]_\beta$ 方向滑移形成, 与 β 母相保持严格的伯格位向关系^[15]。继续加热至 630 °C 时, α 含量进一步增加, 尺寸增至长 1~2 μm 、宽 0.3 μm , 并且连续分布在 β 晶界位置的 α 相也宽化至 0.7~0.8 μm (见图 5(f))。可见, 在 409~648 °C 区间主要发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变, 且其转变程度随着温度的升高而加剧。

加热至 700 °C (648~831 °C) 时, α 含量较 630 °C 有所下降, 即发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 回溶转变, β 晶内的 α 发生球化(见图 5(g))。另外, 图 5(g) 还显示 β 晶界位置的 α 窄化, β 晶界附近 1~2 μm 范围内的 α 优先于 β 晶内 α 回溶消失, 即 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变优先在晶界附近发生, 根据文献报道, β 晶界处 α 稳定元素易发生偏析, β 稳定元素贫化, 从而导致晶界附近 β 稳定元素富集, 因此, 晶界附近的 α 优先回溶^[23]。继续升至 858 °C 时, α 相回溶殆尽, 转变为全 β 组织(见图 5(h)), $\alpha \rightarrow \beta$ 转变结束。

根据以上分析, 可以完整地确定 Ti55531 在 1 °C/min 连续升温过程中的相变序列。表 2 所列 of 不同特征温度区间内发生的相转变行为及合金宏观体积变化。

2.4 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变热激活能

α 相作为钛合金中最重要的强化相, 其特征决定了钛合金的力学性能。在热处理过程中, 通过在 $\alpha + \beta$

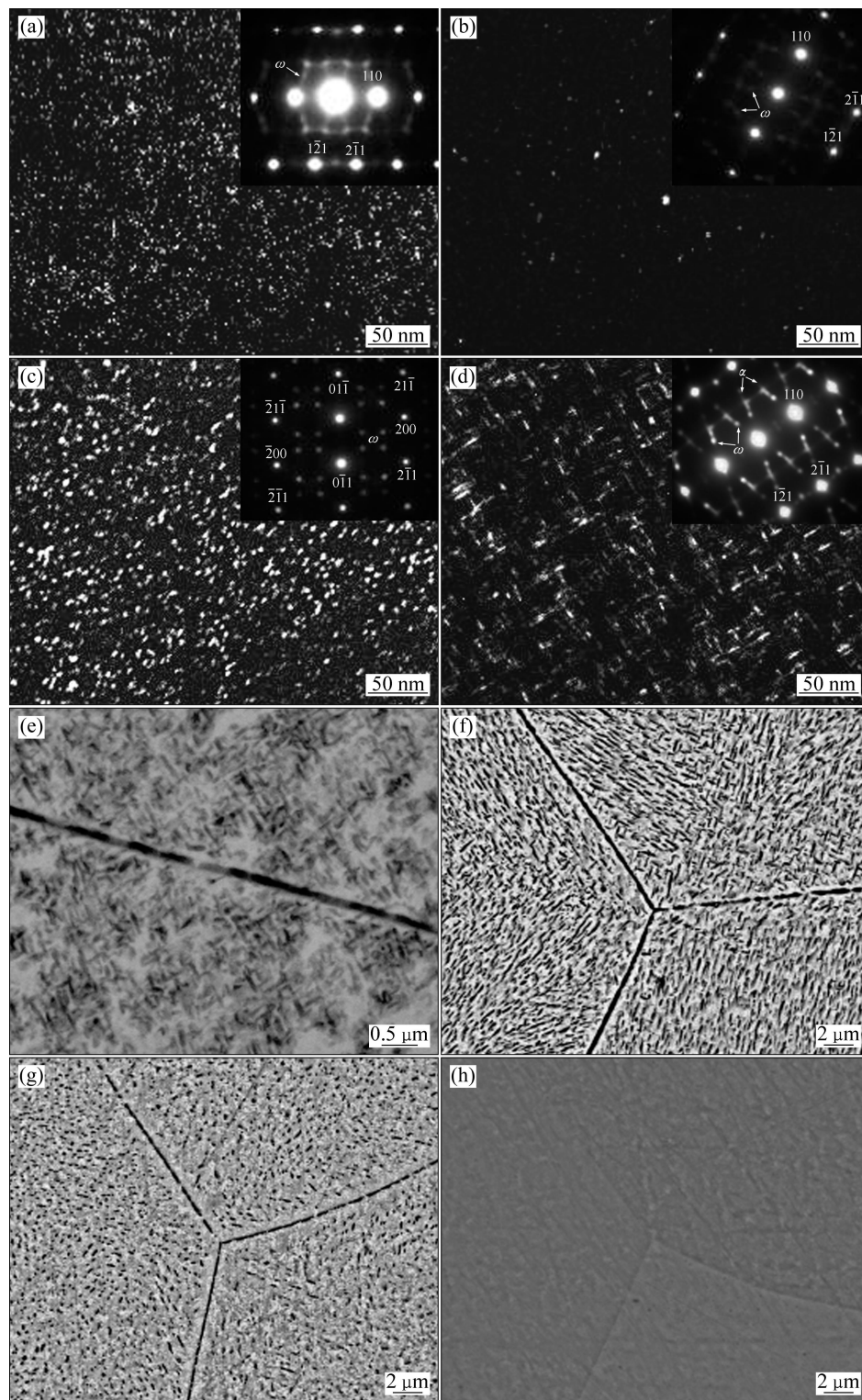


图 5 以 1 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 升温至不同温度时 Ti55531 合金固溶态组织的 TEM 和 SEM 像

Fig. 5 TEM ((a)–(d)) and SEM ((e)–(h)) images of Ti55531 alloy with initial β -solution status (a) and heated to different temperatures at heating rate of 1 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ((b)–(h)): (a) Initial microstructure; (b) 190 $^{\circ}\text{C}$; (c) 305 $^{\circ}\text{C}$; (d) 355 $^{\circ}\text{C}$; (e) 415 $^{\circ}\text{C}$; (f) 566 $^{\circ}\text{C}$; (g) 700 $^{\circ}\text{C}$; (h) 858 $^{\circ}\text{C}$

两相区内控制 α 的回溶和析出行为, 可以实现 α 含量、形貌、尺寸等特征的针对性调控。热激活能是评估

$\alpha \rightarrow \beta$ 转变的重要热力学参数。对于连续升温热膨胀试验, 在采用某一升温速率时, 测得热膨胀微分曲线波

表2 以1℃/min速率升温过程中各温度区间的相转变行为
Table 2 Phase transformation behavior at different temperature ranges with heating rate of 1℃/min

Specific temperature/℃	Temperature range/℃	Dilatometry behavior	Phase transformation
190	<192		$\omega_{\text{ath}} \rightarrow \beta$
305	192~347	Contraction	$\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$
355	347~376	Contraction	$\omega_{\text{iso}} \rightarrow \alpha + \beta, \beta \rightarrow \alpha$
415, 566, 630	409~648	Contraction	$\beta \rightarrow \alpha$
676, 700	648~831	Expanding	$\alpha \rightarrow \beta$
858	>831		Full β status

峰、波谷对应的温度点与相转变速率最高的温度点吻合^[11],进而可以利用 Kissinger 方法计算相变热激活能。本研究采用 Kissinger 方法计算了 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变时的热激活能,相关计算公式如下^[24]:

$$\ln\left(\frac{T^2}{\phi}\right) = -C + \frac{E}{RT} \quad (3)$$

式中: T 为转变温度; ϕ 为加热速率; C 为积分常数; E 为热激活能; R 为摩尔气体常数。对 $\ln(T^2/\phi)-1/T$ 进行线性回归(如图6所示),可得到 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变热激活能为 188.04 kJ/mol。

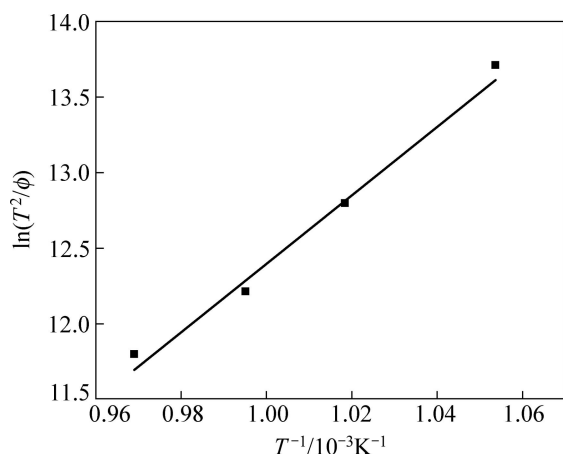


图6 $\ln(T^2/\phi)-1/T$ 线性回归结果

Fig. 6 Linear regression plot of $\ln(T^2/\phi)$ vs $1/T$

3 结论

1) 通过热膨胀、X射线衍射和显微组织分析,确定了 Ti55531 钛合金在连续升温过程中的相变序列为 $\omega_{\text{ath}} \rightarrow \beta$; $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$; $\omega_{\text{iso}} \rightarrow \alpha + \beta$; $\beta \rightarrow \alpha$; $\beta \rightarrow \alpha$; $\alpha \rightarrow \beta$ 。

2) Ti55531 合金在升温过程中随着升温速率的加

快,相变温度逐渐升高。其中在 1℃/min 的升温速率下相变温度区间:低于 192℃,发生 $\omega_{\text{ath}} \rightarrow \beta$ 转变; 192~347℃时,发生 $\beta \rightarrow \omega_{\text{iso}}$ 转变; 347~376℃时,发生 $\omega_{\text{iso}} \rightarrow \alpha + \beta$ 和 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变; 409~648℃时,发生 $\beta \rightarrow \alpha$ 转变; 648~831℃时,发生 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变;至 831℃时,转变为全 β 组织。

3) 通过计算,得到 Ti55531 合金 $\alpha \rightarrow \beta$ 转变的热激活能为 188.04 kJ/mol。

REFERENCES

- [1] VLADISLAV V T, VASILIEVICH L, IGOR J P. Titanium-based alloy[P]. US 2008/0210345, 2008-04-10.
- [2] DURET N. Titanium for damage tolerance application on A380[C]/LUTJERING G, ALBRECHT J. The 10th conference on titanium. Hamburg: TMS, 2003: 2667-2671.
- [3] 鲍利索娃 E A. 钛合金金相学[M]. 陈石卿,译. 北京: 国防工业出版社, 1986: 243.
BORISOVA E A. Metallography of titanium alloys[M]. CHEN Shi-qin, transl. Beijing: National Defence Industry Press, 1986: 243.
- [4] HARPER M, WILLIAMS R, VISWANATHAN G B, TILEY J, BANERJEE T, EVANS D J, FRASER H L. The effect of heat treatment on the microstructure of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-1Fe (Ti-555)[C]/LUTJERING G, ALBRECHT J. Ti-2003 Science and Technology. Hamburg: DGM, 2003: 1559-1563.
- [5] 付艳艳, 宋月清, 惠松骁, 米绪军, 叶文君. 热处理对 VST55531 钛合金的组织 and 拉伸性能的影响[J]. 稀有金属, 2008, 32(4): 399-403.
FU Yan-yan, SONG Yue-qing, HUI Song-xiao, MI Xu-jun, YE Wen-jun. Influence of heat treatment on microstructure and tensile property of VST55531 alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(4): 399-403.
- [6] 魏寿庸, 祝瀑, 王伟琪. Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe 钛合金简介[J]. 钛工业进展, 1998(4): 8-12.
WEI Shou-yong, ZHU Pu, WANG Wei-qi. Introduction of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe alloy[J]. Titanium Industry Progress, 1998(4): 8-12.
- [7] PARRIS W M, BANIA P J. Oxygen effects on the mechanical properties of TIMTEAL 21s[C]/FROES F H, CAPLAN I. Titanium 92: Science and Technology. Warrendale: TMS, 1993: 153-157.
- [8] XIN She-wei, ZHAO Yong-qing. Discussion about the heat treatment and precipitated phases of titanium alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2006, 31(9): 39-45.
- [9] 常辉, 周廉, 张廷杰. 钛合金固态相变的研究进展[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(9): 1505-1510.
CHANG Hui, ZHOU Lian, ZHANG Ting-jie. Review of solid phase transformation in titanium alloys[J]. Rare Metal Materials

- and Engineering, 2007, 36(9): 1505–1510.
- [10] MITTEMEIJER E J, van GENT A, van der SCHAAF P J. Analysis of transformation kinetics by nonisothermal dilatometry[J]. Metallurgical Transactions A, 1986, 17(8): 1441–1447.
- [11] HAMANA D, BOUMAZA L. Precipitation mechanism in Ag-8 wt.% Cu alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477: 217–223.
- [12] BEIN S, BECHET J. Phase transformation kinetics and mechanisms in titanium alloys Ti-6.2.4.6, β -CEZ and Ti-10.2.3[J]. Journal De Physique IV, 1996, 6: 99–103.
- [13] ZHOU Zhong-bo, LAI Ming-jie, TANG Bin, KOU Hong-chao, CHANG Hui, ZHU Zhi-shou, LI Jin-shan, ZHOU Lian. Non-isothermal phase transformation kinetics of ω phase in TB-13 titanium alloys[J]. Materials Science and Engineering A, 2010, 527: 5100–5104.
- [14] HADJADJ L, AMIRA R, HAMANA D. Characterization of precipitation and phase transformations in Al-Zn-Mg alloy by the differential dilatometry[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008, 462: 279–283.
- [15] 张 翥, 王群骄, 莫 畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京:冶金工业出版社, 2009: 50.
- ZHANG Zhu, WANG Qun-jiao, MO Wei. Metallurgy and heat-treatment of titanium[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 50.
- [16] SZKLINIARZ W, SMOLKA G. Analysis of volume effects of phase transformation in titanium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1995, 53: 413–422.
- [17] 周上祺. X 射线衍射分析原理方法与应用[M]. 重庆: 重庆大学出版社, 1991: 47.
- ZHOU Shang-qí. The principles and methods of X-ray diffraction analysis[M]. Chongqing: Chongqing University Press, 1991: 47.
- [18] ELMER J W, PALMER T A, BABU S S, SPECHT E D. In situ observations of lattice expansion and transformation rates of α and β phases in Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 391(1): 104–113.
- [19] 张廷杰. 钛合金相变研究[J]. 稀有金属材料与工程, 1989, 18(5): 77–82.
- ZHANG Ting-jie. The study on the phase transformation of titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 1989, 18(5): 77–82.
- [20] 李士凯, 余 魏, 廖志谦, 闫飞昊, 王美娇. ω 相对 Ti10V2Fe3Al 合金性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(10): 387–392.
- LI Shi-kai, YU Wei, LIAO Zhi-qian, YAN Fei-hao, WANG Mei-jiao. Effects of ω phase on properties of Ti10V2Fe3Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(10): 387–392.
- [21] OHMORI Y, OGO T, NAKAI K, KOBAYASHI S. Effects of ω -phase precipitation on $\beta \rightarrow \alpha$, α'' transformations in a metastable β titanium alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 312(1): 182–188.
- [22] PRIMA F, VERMAUT P, TEXIER G, ANSEL D, GLORIAN T. Evidence of α -nanophase heterogeneous nucleation from ω particles in a β -metastable Ti-based alloy by high-resolution electron microscopy[J]. Scripta Materialia, 2006, 54: 645–648.
- [23] 王 琛, 毛小南, 于兰兰, 高 平. TC11 合金铸锭的微观偏析[J]. 热加工工艺, 2009, 38(19): 4–6.
- WANG Chen, MAO Xiao-nan, YU Lan-lan, GAO Ping. Micro segregation of TC11 alloy ingot[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(19): 4–6.
- [24] KISSINGER H E. Reaction kinetics in differential thermal analysis[J]. Analytical Chemistry, 1957, 29(11): 1702–1706.

(编辑 李艳红)